

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 10-130776

(43)Date of publication of application : 19.05.1998

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C21D 9/52
C22C 38/14
C22C 38/54

(21)Application number : 08-299398

(71)Applicant : SUMITOMO METAL IND LTD

(22)Date of filing : 23.10.1996

(72)Inventor : NAKAZAWA YOSHIKI
NOMURA SHIGEKI
NAKAI SHUJI

(54) HIGH DUCTILITY TYPE HIGH TENSILE STRENGTH COLD ROLLED STEEL SHEET**(57)Abstract:**

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high ductility type high strength steel sheet capable of stable production even by the ordinary method using continuous casting equipment, suitable for use in an automobile body, etc., and excellent in formability, surface characteristic, and shock absorbing power.

SOLUTION: The high ductility type high tensile strength cold rolled steel sheet is constituted so that it has a composition, which consists of 0.06-0.25% C, $\leq 2.5\%$ Si, 0.5-3.0% Mn, $\leq 0.1\%$ P, $\leq 0.03\%$ S, 0.1-2.5% Al, 0.003-0.08% Ti, $\leq 0.01\%$ N, and the balance Fe with inevitable impurities and also contains, if necessary, one or more kinds among proper amounts of Ni, Cr, Mo, Cu, Nb, V, Zr, and B and in which Ti content satisfies $[(48/14)N \leq Ti \leq (48/14)N + (48/32)S + 0.01]$, and also has a structure, after (cold rolling)-(recrystallization annealing), containing retained austenite by $\geq 5\%$ by volume percentage.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平10-130776

(43) 公開日 平成10年(1998) 5月19日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	F I	
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A
			3 0 1 R
C 2 1 D 9/52	1 0 1	C 2 1 D 9/52	1 0 1
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
38/54		38/54	
審査請求 未請求 請求項の数 2 F D (全 9 頁)			

(21) 出願番号	特願平8-299398	(71) 出願人	000002118 住友金属工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号
(22) 出願日	平成8年(1996)10月23日	(72) 発明者	中澤 嘉明 茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業株式会社鹿島製鉄所内
		(72) 発明者	野村 茂樹 茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業株式会社鹿島製鉄所内
		(72) 発明者	中居 修二 茨城県鹿嶋市大字光3番地 住友金属工業株式会社鹿島製鉄所内
		(74) 代理人	弁理士 今井 毅

(54) 【発明の名称】 高延性型高張力冷延鋼板

(57) 【要約】

【課題】 連続鋳造設備を用いた通常の手法によっても安定製造が可能で自動車車体用等に好適な“成形性、表面性状並びに衝撃吸収能に優れた高延性型高強度鋼板”を提供する。

【解決手段】 C : 0.06~0.25%, Si : 2.5%以下, Mn : 0.5~3.0%, P : 0.1%以下, S : 0.03%以下, Al : 0.1~2.5%, Ti : 0.003~0.08%, N : 0.01%以下を含むか、必要により適量のNi, Cr, Mo, Cu, Nb, V, Zr, Bの1種以上をも含み、かつTi含有量が「 $(48/14)N \leq Ti \leq (48/14)N + (48/32)S + 0.01$ 」を満足していて、冷延-再結晶焼鈍後の組織が体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織となる如くに、高延性型高張力冷延鋼板を構成する。

【特許請求の範囲】

* * 【請求項1】 重量割合にて

C : 0.06~0.25%, Si : 2.5%以下, Mn : 0.5~3.0%,
 P : 0.1%以下, S : 0.03%以下, Al : 0.1~2.5%,
 Ti : 0.003~0.08%, N : 0.01%以下

を含むと共に残部がFe及び不可避免の不純物から成り、かつTi含有量が

$(48/14)N \leq Ti \leq (48/14)N + (48/32)S + 0.01$

なる関係を満足して、冷延一再結晶焼鈍後の組織が※

C : 0.06~0.25%, Si : 2.5%以下, Mn : 0.5~3.0%,
 P : 0.1%以下, S : 0.03%以下, Al : 0.1~2.5%,
 Ti : 0.003~0.08%, N : 0.01%以下

を含有し、更に

Ni : 0.1%以下, Cr : 1.0%以下, Mo : 0.6%以下,
 Cu : 1.0%以下, Nb : 0.05%以下, V : 0.08%以下,
 Zr : 0.05%以下, B : 0.003%以下

の1種以上をも含むと共に残部がFe及び不可避免の不純物から成り、かつTi含有量が

$(48/14)N \leq Ti \leq (48/14)N + (48/32)S + 0.01$

なる関係を満足して、冷延一再結晶焼鈍後の組織が体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織であることを特徴とする、表面性状並びに衝撃吸収性に優れた高延性型高張力冷延鋼板。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】この発明は、表面性状並びに衝撃吸収性に優れていて、“軽量化による燃費向上”と“衝突時の衝撃吸収性向上”が追求されている自動車車体用鋼板として好適な高延性型高張力冷延鋼板に関するものである。

【0002】

【従来技術とその課題】近年、自動車の燃費向上を目的として車体用鋼板を薄肉化することによる車体の軽量化が積極的に進められているが、一方で、自動車の衝突安全に対する法規制が強化される傾向にあり、単純に薄肉化による軽量化だけではこれらに対応することができない情勢となりつつある。

【0003】そこで、自動車車体用鋼板に関しては、薄肉化と同時に衝撃吸収性能改善につながる一層の高強度化が求められ、薄肉化に当ってはより高い強度レベルの高強度鋼板を適用する必要に迫られていた。ところが、一般的に鋼板の高強度化は成形性を劣化させるのでプレス成形時の不具合（割れ）発生につながり、強度レベルの高い高強度鋼板を適用するためには“高強度化による成形性の劣化”という問題を克服する必要がある。

【0004】もっとも、これまでも、高延性を示す高張力鋼板を提供して上記問題を打破すべく「C : 0.30~0.55%（以降、成分割合を表す%は重量%とする）、Si : 0.7~2.0%, Mn : 0.5~2.0%を含む鋼板をオーステナイト単相域に加熱後、650~750℃に4~15秒保持し、続いてその冷却過程の450~650℃間で合

※体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織であることを特徴とする、表面性状並びに衝撃吸収性に優れた高延性型高張力冷延鋼板。

【請求項2】 重量割合にて

C : 0.06~0.25%, Si : 2.5%以下, Mn : 0.5~3.0%,
 P : 0.1%以下, S : 0.03%以下, Al : 0.1~2.5%,
 Ti : 0.003~0.08%, N : 0.01%以下

計10~50秒の保持を行うことにより“マルテンサイトあるいはベイナイト中に体積率で10%以上のフェライトと残留オーステナイトを含む混合組織”を実現して“高延性を示す高張力鋼板”とする方法」が提案されている（特開昭60-43464号公報）。

【0005】また、特開昭61-157625号公報には、「C : 0.12~0.55%, Si : 0.4~1.8%, Mn : 0.2~2.5%のほか、必要により適量のP, Ni, Cu, Cr, Ti, Nb, V及びMoの1種以上を含む鋼板を“フェライト+オーステナイト2相域”に加熱した後、冷却途中の500~350℃の温度域で30秒~30分間保持することにより“フェライト+ベイナイト+残留オーステナイト混合組織”を実現して“高延性を示す高張力鋼板”とする方法」が提案されている。

【0006】しかし、これらの提案になる高張力鋼板は“加工時の変形中に残留オーステナイトが歪誘起変態を起こして大きな伸びを示す現象（変態誘起塑性）”を利用して高延性を確保したものであるが、実際には加工による変態誘起塑性が変形初期に発現されてしまうために局部延性（穴抜け性等）が劣っており、また強度的にも590N/mm²級強度を得ることは困難で、自動車用鋼板に求められている性能を十分に満足するものではなかった。

【0007】そこで、局部延性劣化の問題を解決し、穴抜け性等を含めた成形性に優れると共に590N/mm²級の強度レベルをも確保できる高張力鋼板として、Alを炭化物生成の抑制と残留オーステナイトの安定化を図る元素として利用したAl添加型の“残留オーステナイトを含む高張力鋼板（残留γ鋼板）”に関する提案がなされた（特開平5-70886号公報、特開平6-145788号公報）。

【0008】また、特開平6-145808号公報には、Siを炭化物生成の抑制と残留オーステナイトの安定化を図る元素として利用したSi添加型の残留γ鋼板に関して、自動車衝突時の衝撃を吸収する性能を向上させる

べく“高衝撃吸収特性に及ぼす残留オーステナイト形態”について検討した経過や、それにより明らかとなった“最適な形態を得るための化学成分及び製造プロセス”が開示されている。

【0009】このように、自動車の衝突安全規制が強化される中で衝撃吸収性に優れた鋼板について検討が進み、「衝撃時のエネルギー吸収性は変形時の抵抗力と変形量の積分値で評価することができ、塑性変形に伴って高い加工硬化特性と高延性を示す材料が衝撃吸収性に優れている」との知見も得られていたことから、衝撃吸収性能の面から見ても高加工硬化並びに高延性を示す残留γ鋼板が優れているとして実車への適用が検討されつつある。

【0010】ただ、新しく提案された前記残留γ鋼も、「成分並びに製造プロセスによって加工硬化挙動並びに延性が敏感に変化し、工業的規模で狙いとする“高延性で衝撃吸収性に優れた高張力鋼板”を安定して製造することが非常に困難である」という問題を十分に克服できるものではない。つまり、より優れた衝撃吸収性を得るためには低歪～高歪域にかけて高い加工硬化特性を示すことが重要であるが、残留γ鋼板では、オーステナイト(γ)中のC濃度が低いと低歪においても残留オーステナイトが過度にマルテンサイトに変態してしまって高歪域で高加工硬化を示さず、また残留オーステナイト量が少なれば優れた延性が得られない等といった不都合が認められ、これらの不都合を来たさない性能の安定した高張力鋼板を工業的規模で安定に量産する技術の開発が急がれていた。

【0011】なお、低歪域から高歪域まで高い加工硬化を得るために必要な“オーステナイト中C濃度の向上”にはSiよりもオーステナイト中へのCの固溶限を拡げる作用が強いAlを利用する方が好ましく、オーステナイト中へのCの固溶限が拡げれば生成する残留オーステナイト中のC濃度も高くなることから、Si添加型よりもAl添加型の残留γ鋼板の方が衝撃吸収特性の観点から有利ではないかと考えられたが、このAl添加型の残留γ鋼板の挙動はSi添加型のものに比べてなお不明な点が多く、例えば、オーステナイト中へのCの固溶限を拡げる作用の強いAlが添加されているので高歪域付近ではSi添加型のものに比べて高い加工硬化能を示すものの、逆に低歪域ではSi添加型のものに比べて加工硬化能が小さいといった問題を有していた。しかしながら、それでもAl添加型残留γ鋼板の方が低歪～高歪域にかけての広い領域で比較的良好な加工硬化特性を示すので、Al添加型残留γ鋼板の衝撃吸収特性を安定して向上させる手法の確立は産業上極めて重要であると言わねばならなかった。それに加えて、高Al添加型鋼板を製造する場合には「連続 casting時にAlN生成によるスラブの表面キズが発生しやすく、*

*これが製品にまで持ち来たされやすい」という問題もあり、自動車車体用等のAl添加型残留γ鋼板を製造するに当ってはこのような問題の解決も欠かせない事項である。

【0012】このようなことから、本発明の目的は、自動車車体用等に供される高張力鋼板の前記問題を解決し、連続 casting設備を用いた通常の手法によっても安定した製造が可能な“成形性、表面性状並びに衝撃吸収性に優れた高延性型高強度鋼板”を提供することに置かれた。

【0013】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上記目的を達成すべく、特にAl添加型残留γ鋼板の衝撃吸収特性に着目しつつ研究を重ねた結果、「Al添加型残留γ鋼板におけるC、Mn、P、S及びNの含有量をそれぞれ適正範囲に規制した上で、N及びSの含有量を勘案した適量のTiを添加してやると、Al添加型残留γ鋼に認められた前記諸問題が払拭され、優れた成形加工性を有しながらも低歪域から高歪域まで高い加工硬化性能を示す上に、常法通りの連続 castingを経る製造工程によっても良好な表面性状が安定して確保されるようになる」との新たな知見を得ることができた。

【0014】即ち、Al添加型残留γ鋼板において、まずC、Mn、P及びSの含有量を調整することで成形性を良好域に安定させることができたが、これに加えてN量を規制した上での適量のTi添加が表面性状及び加工硬化性能の改善に極めて効果的に作用し、自動車車体用鋼板に求められている高度な衝撃吸収性、加工性、表面性状の確保に大きく貢献することを見出したのである。

【0015】より具体的には、例えばAl添加型残留γ鋼に適量のTiを添加した場合の個々に捕らえるTiの作用として、次のものを確認した。

a) Ti添加によりNがTiNとして固定されるのでAlNの生成が抑制され、連続 casting時におけるスラブの脆性割れが抑えられるので、表面性状の優れた鋼片が得られ、従って冷間圧延後の鋼板も優れた表面性状を安定して有するようになる。

b) 前述したように、Al添加型残留γ鋼はどちらかと言えば高歪域において高い加工硬化特性を示し、低歪域ではSi添加型のものに比べて加工硬化性能は小さいが、Ti添加がなされると析出硬化によってフェライト地の強化がなされ、低歪域で加工硬化が小さいという弱点が変形抵抗力の増大によって補われて十分に優れた衝撃吸収性能を発揮するようになる。

【0016】本発明は上記知見事項等を基に完成されたものであり、次の高延性型高張力冷延鋼板を提供するものである。

① C: 0.06～0.25%, Si: 2.5%以下, Mn: 0.5～3.0%,
P: 0.1%以下, S: 0.03%以下, Al: 0.1～2.5%,

Ti : 0.003~0.08%, N : 0.01%以下

を含むと共に残部がFe及び不可避免の不純物から成り、かつTi含有量が

$(48/14)N \leq Ti \leq (48/14)N + (48/32)S + 0.01$

なる関係を満足して、冷延一再結晶焼鈍後の組織が*

② C : 0.06~0.25%, Si : 2.5%以下, Mn : 0.5~3.0%,
P : 0.1%以下, S : 0.03%以下, Al : 0.1~2.5%,
Ti : 0.003~0.08%, N : 0.01%以下

を含有し、更に

Ni : 0.1%以下, Cr : 1.0%以下, Mo : 0.6%以下,
Cu : 1.0%以下, Nb : 0.05%以下, V : 0.08%以下,
Zr : 0.05%以下, B : 0.003%以下

の1種以上をも含むと共に残部がFe及び不可避免の不純物から成り、かつTi含有量が

$(48/14)N \leq Ti \leq (48/14)N + (48/32)S + 0.01$

なる関係を満足して、冷延一再結晶焼鈍後の組織が体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織であることを特徴とする、表面性状並びに衝撃吸収性に優れた高延性型高張力冷延鋼板。

【0017】なお、本願発明に係る高延性型高張力冷延鋼板は、冷間圧延によって製品とされた後、再結晶焼鈍を施したままで自動車車体用材料等として適用できることは言うまでもないが、溶融亜鉛メッキ鋼板や電気メッキ鋼板等の形態で使用できることも勿論である。

【0018】以下、本発明において、鋼板の“化学組成”並びに“冷延一再結晶焼鈍後の組織”を前記の如くに限定した理由を述べる。

(A) 鋼板の化学組成

C : Cは鋼の強化成分であると共に、本発明鋼板が特徴とする“変態誘起塑性による延性の向上”に必要な残留オーステナイトの生成量及び安定性に大きく影響を与える元素でもある。即ち、オーステナイト安定元素であるCは2相域時又はベイナイト変態時にフェライト中からオーステナイト中へ濃化してオーステナイトの化学的安定度を向上させるので、室温にてもオーステナイトが残留するのを助長するように作用する。しかしながら、C含有量が0.06%未満では本発明で規定する5%以上の残留オーステナイトを確保することが困難であり、一方、0.25%を超えてCを含有させると溶接性の劣化や過剰な強度上昇を招く。従って、C含有量は0.06~0.25%と定めた。

【0019】Si : Siは、セメンタイトに固溶することなくその析出を抑制する元素であり、従ってオーステナイトからの変態を遅れさせてオーステナイト中へのC濃化を促す作用を発揮する。そして、この作用によって残留オーステナイトの安定度が増すため、室温における“変態誘起塑性を示す残留オーステナイト”の確保が容易化する。しかしながら、Siは酸化物生成元素であり、またSi含有量が2.5%を超えると島状スケールが生成して酸洗性を低下させると共にフラッシュバット溶接性を劣化

* 体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織であることを特徴とする、表面性状並びに衝撃吸収性に優れた高延性型高張力冷延鋼板。

するようになることから、Si含有量は2.5%と定めた。

なお、本発明鋼板はSiと同様な作用を発揮するAlの添加を前提としているが、Si添加により残留オーステナイトの生成量が増すという好ましい結果が得られるので、望ましくは0.5%以上のSi添加を行うのが良い。

【0020】Mn : Mnはオーステナイト安定化元素であり、更に鋼板を冷却する途上でオーステナイトがパーライトへ分解するのを防ぐ作用をも発揮する。しかしながら、Mn含有量が0.5%未満では前記作用による所望の効果が得られず、一方、3.0%を超えてMnを含有させると鋼板の焼入れ性が過剰に高まって過度の強度上昇、延性劣化を招くことから、Mn含有量は0.5~3.0%と定めた。

【0021】P : Pも、SiやAlと同様にフェライト生成に影響を与える元素であるが、本発明鋼板においてはAl添加が必須であるのでP添加量の下限については規定する必要はない。しかしながら、0.1%を超えてPを含有させると耐二次加工性の劣化が顕著化することから、P含有量は0.1%以下と定めた。

【0022】S : Sは残留オーステナイトの生成に影響を及ぼさないものの、S量の増加に伴いA系介在物が多数生成するために穴抜け性の劣化をもたらす。そして、この傾向はS含有量が0.03%を超えると顕著化することから、S含有量を0.03%以下に規制した。

【0023】Ti : Tiは本発明鋼板において極めて重要な元素であり、鑄込時の表面割れの原因であるAlN生成を抑制し、NをTiNとして析出固定する作用を発揮する。そして、この作用による析出硬化によってフェライト地を強化し変形抵抗力を増大することで、低歪域での加工硬化能を補い、Al添加型残留 γ 鋼の衝撃吸収特性改善に寄与する。しかしながら、「 $Ti < (48/14)N$ 」のときはNをTiNとして完全に固定することができずにスラブ表面割れの要因となるAlNが生成する。また、「 $Ti > (48/14)N + (48/32)S + 0.01$ 」であるか、又はTi含有量が0.08%を超える場合には、TiCの生成量が増大し、析出強化による過度の強度上昇が生じたり、オーステナイト中に濃化するC量の絶対量が低下しC濃化によるオーステナイトの化学的安定への効果が少なくなって残留オ-

ステナイト生成量が減り、延性が劣化する。ところで、Ti量が0.003%の時に「 $(48/14)N \leq Ti$ 」なる条件を満たすためにはN量を0.0009%未満とする必要があり、このような領域にまでN含有量を低減することは現状の製鋼技術レベルでは極めて困難で实际的ではない。従って、Ti含有量は0.003~0.08%の範囲であって、かつ $(48/14)N \leq Ti \leq (48/14)N + (48/32)S + 0.01$ の条件を満たすように調整することと定めた。

【0024】Al: Alは、Siと同様、室温において安定した残留オーステナイトの確保に欠かせない成分である。また、Alもセメンタイトに固溶せず、350~600℃での等温保持（ベイナイト変態時）の際にもセメンタイトの析出を抑制し、変態を遅れさせる作用を発揮する。ただ、AlはSiよりもフェライト形成能が強いので、Al添加の場合には変態開始がSi添加の場合よりも速くなって極く短時間の保持においても2相共存温度域での焼鈍時にオーステナイト中にCが濃化されるようになる。そのため、Al添加を行った場合には一層のオーステナイトの化学的安定性を図ることができ、結果として生成したオーステナイトのC濃度が高くなる上、生成する残留オーステナイト量が多くなって高歪域においても高い加工硬化特性を示すようになる。しかしながら、Al含有量が0.1%未満であると上記効果を十分に確保することができず、一方、2.5%を超えてAlを含有させると酸洗・冷間圧延の連続ライン通板時に適用されるフラッシュバット溶接での溶接性が劣化する上にコスト上昇を招くようになることから、Al含有量は0.1~2.5%と定めた。

【0025】N: Nの含有量は鋼板の表面性状を劣化するAlNの生成量に大きな影響を及ぼし、N含有量が過大になるとTiによるNの固定が叶わなくなってAlNが形成されるようになり、鋼板の表面性状が劣化する。そして、N含有量が0.01%を超えるとNをTiNとして固定するために必要なTiの量が増大し、本発明で規定するTi量ではNを固定し切れなくなることから、N含有量は0.01%以下に規制することと定めた。

【0026】Ni, Cr, Mo, Cu, Nb, V, Zr及びB: これらの成分は、鋼板に更なる強度を確保したり鋼板組織の細粒化、耐食性の向上を目的として必要に応じて1種又は2種以上が添加されるが、これら個々の成分の作用は次の通りである。

【0027】a) Ni

Niは、Mnと同様、オーステナイトを安定化させる作用を有しているのに必要に応じて含有せしめられるが、多量添加するとコスト上昇並びに過度の強度上昇を招くことから、その上限を0.1%と定めた。

【0028】b) Cr

Crも、Mnと同様、オーステナイトを安定化させる作用を有しているのに必要に応じて含有せしめられるが、多量添加するとコスト上昇を招くほか、焼入れ性を不必要に高めて過度の強度上昇を招くことから、その上限を1.0

%と定めた。

【0029】c) Mo

Moは、SiやAlと同様、炭化物の生成を抑制する働きを通じてオーステナイトの残留に効果をもたらす元素であり、その添加によって炭化物生成が抑制されると共にマルテンサイト変態温度が低温化して残留オーステナイトを安定させる作用がもたらされる。従って、必要に応じて含有せしめられる成分であるが、多量添加するとコスト上昇を招くほか、焼入れ性を不必要に高めて過度の強度上昇を生じることから、その上限を0.6%と定めた。

【0030】d) Cu

Cuはメッキしない状態での鋼板の耐食性を向上させる作用を有しているのに、非メッキ状態の鋼板の耐食性改善のために添加しても良い。しかし、過度の添加を行うとスラブでのCuチェックングのために熱間加工性の劣化を招き、これを抑制するためにNiとの複合添加が必須となってくることから、その上限を1.0%と定めた。

【0031】e) Nb

Nbは、適度にオーステナイトのパーライト変態を抑制する作用を有しており、これによって残留オーステナイトを得るための冷却速度制約条件を緩和する効果を発揮する。従って、必要に応じて含有せしめられるが、0.05%を超えて添加しても上記効果は飽和し経済的に不利となる。そのため、Nb含有量の上限は0.05%と定めた。

【0032】f) V

Vも、マルテンサイト変態温度を低温化して残留オーステナイトを安定させ作用を有しているのに必要に応じて含有せしめられるが、多量添加はコスト上昇をもたらす上、焼入れ性を不必要に高めて過度の強度上昇を生じる。従って、V含有量の上限を0.08%と定めた。

【0033】g) Zr

Zrは、介在物の形状を調整し熱延鋼板の冷間加工性を改善する作用を有しているのに必要に応じて含有せしめられるが、多量添加するとかえって加工性の劣化を招くことから、Zrの上限を0.05%と定めた。

【0034】h) B

Bは、粒界を強化し耐二次加工脆性を上昇させる作用を有しているのに必要に応じて含有せしめられるが、0.003%を超える添加ではその効果が飽和する。従って、B含有量の上限を0.003%と定めた。

【0035】(B) 冷延一再結晶焼鈍後の組織

本発明鋼板の延性は残留オーステナイトの体積率に左右され、この体積率が5%未満ではオーステナイトの歪誘起変態による延性の向上は期待できない。従って、冷延一再結晶焼鈍後の組織を「体積率で5%以上の残留オーステナイトを含んだ組織」と限定した。

【0036】なお、本発明に係る鋼板は次のように製造することができる。まず、常法通りに転炉等で目的とする化学組成の鋼を溶製し、連続 casting にてスラブとなした後、熱間のまま熱間圧延を行うか、又は一旦室温まで冷

却したものを加熱した後に熱間圧延を行って熱延鋼板とする。熱間圧延は常法通りの条件で行えば良いが、冷間圧延時の負荷や酸洗性の観点から熱間圧延後の巻取は500～700℃とすることが推奨される。

【0037】巻取った熱延コイルは、次いで、常法通りに酸洗してから冷間圧延に供する。冷間圧延条件も特に限定する必要はないが、冷間圧延時の通板性からすれば冷間圧延率は45%以上とするのが良い。

【0038】冷間圧延を施して得られた冷延鋼板は、使用に当って再結晶焼鈍が施される。この再結晶焼鈍では、残留 γ 鋼板を得るために適用されていた常法通りの条件を採用すれば良い。即ち、再結晶焼鈍では〔フェライト+オーステナイト2相域〕に加熱して γ 中へのC濃化を図る必要があるので、加熱温度を2相域温度とする。また、熱間圧延で生成した炭化物の再固溶、オーステナイト中へのC濃化を図るために、再結晶焼鈍での加熱保持時間は20～50秒が必要である。ただ、150秒以上の長時間焼鈍は生産性の劣化を招くので好ましくない。次に、フェライトからオーステナイトへのC濃化を図るため、650～750℃の温度域を2℃/sec以上で徐冷する。そして、過時効にてベイナイト変態を進行させ、オーステナイト中へのC濃化をより促進する。ここで、過時効の温度が480℃以上では炭化物が生成す*

* るためオーステナイト中へのC濃化が図れず、また350℃以下では強度上昇による延性の劣化を招くので注意を要する。更に、過時効時間が120秒以下であると十分にベイナイト変態が進行しないのでオーステナイト中へのC濃化が図れず、良好な特性が得られない点にも留意する必要がある。

【0039】ところで、上述のようにして製造された本発明に係る高張力冷延鋼板は、再結晶焼鈍後そのまま自動車車体用材料等として使用できるが、溶融亜鉛メッキを施したり電気メッキを施してから使用に供することもできる。溶融亜鉛メッキを施す場合には、そのメッキ工程で再結晶焼鈍に相当する熱処理を施せば良い。

【0040】続いて、本発明を実施例によって説明する。

【実施例】転炉によって種々化学組成の鋼を溶製し連続 casting にてスラブとなした後、一旦室温まで冷却してから再度1250℃に均熱し、1150～930℃で熱間圧延して3.5mm厚の熱延鋼板を得た。次に、得られた熱延鋼板を酸洗してから冷間圧延を施し、1.6mm厚の冷延鋼板とした。得られた冷延鋼板の化学組成を表1及び表2に示す。

【0041】

【表1】

表 1

冷延鋼板 の種別		化 学 組 成 (重量%)									備 考	残留 γ 量 (%)
		C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	N	他 の 添 加 元 素		
本 発 明 材	1	0.06	1.28	1.52	0.035	0.002	0.016	0.325	0.0042	—	冷延・焼鈍	8.7
	2	0.08	1.02	1.49	0.015	0.002	0.003	0.484	0.0011	—	冷延・焼鈍	10.5
	3	0.10	0.43	1.51	0.022	0.002	0.009	1.003	0.0021	—	冷延・焼鈍	9.3
	4	0.13	1.08	1.53	0.015	0.002	0.017	0.511	0.0038	—	冷延・焼鈍	12.3
	5	0.16	0.58	1.52	0.014	0.003	0.020	1.081	0.0051	—	電気メッキ	14.8
	6	0.19	0.01	1.51	0.015	0.002	0.010	1.531	0.0029	—	溶融メッキ	18.2
	7	0.17	2.13	1.81	0.009	0.002	0.013	0.102	0.0042	—	電気メッキ	17.5
	8	0.19	1.04	1.24	0.020	<0.001	0.010	0.124	0.0021	—	冷延・焼鈍	16.8
	9	0.21	0.01	2.83	0.012	0.004	0.009	0.401	0.0019	—	冷延・焼鈍	5.8
	10	0.23	0.41	2.87	0.010	0.003	0.008	0.192	0.0017	—	冷延・焼鈍	11.3
	11	0.13	1.04	1.52	0.014	0.003	0.016	0.511	0.0021	Ni:0.4	冷延・焼鈍	9.5
	12	0.13	1.03	1.53	0.011	0.002	0.017	0.501	0.0029	Cr:0.4	冷延・焼鈍	10.5
	13	0.13	1.04	1.51	0.015	0.005	0.018	0.517	0.0033	Mo:0.6	冷延・焼鈍	11.2
	14	0.13	1.03	1.53	0.013	0.002	0.015	0.511	0.0037	Cu:0.8	冷延・焼鈍	13.9
	15	0.12	0.92	1.38	0.021	0.004	0.020	0.482	0.0035	Nb:0.02	冷延・焼鈍	8.3

(注) 残留成分はFe及び不可避的不純物である。

【0042】

【表2】

表 2

冷延鋼板 の種別		化 学 組 成 (重量%)									備 考	残留 γ 量 (%)
		C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	N	他 の 添 加 元 素		
本 発 明 材	16	0.12	0.91	1.51	0.020	0.002	0.014	0.501	0.0031	V:0.025	冷延・焼鈍	10.7
	17	0.13	0.97	1.43	0.010	0.002	0.015	0.512	0.0025	Zr:0.023	冷延・焼鈍	11.9
	18	0.12	1.04	1.47	0.015	0.002	0.016	0.503	0.0028	B:0.0006	冷延・焼鈍	11.4
	19	0.13	0.94	1.42	0.018	0.002	0.014	0.473	0.0022	V:0.03, Zr:0.02	冷延・焼鈍	9.9
	20	0.13	1.12	1.42	0.008	0.005	0.016	0.496	0.0025	Ca:0.7, Ni:0.3, B:0.0008	熔融メッキ	0.5
比 較 材	21	*0.05	1.20	1.01	0.010	0.008	0.001	0.120	0.0043	—	電気メッキ	2.3
	22	0.08	0.06	2.32	0.009	<0.001	* Tr	*0.031	0.0053	—	熔融メッキ	0.5
	23	0.11	1.48	1.51	0.001	0.002	0.009	*0.058	0.0021	—	冷延・焼鈍	11.1
	24	0.13	0.90	1.44	0.008	0.002	* Tr	0.501	0.0028	—	冷延・焼鈍	11.9
	25	0.18	0.01	*0.43	0.012	0.005	0.009	0.112	0.0018	—	冷延・焼鈍	0.2
	26	0.16	0.48	1.45	0.021	0.002	*0.088	1.024	0.0028	—	冷延・焼鈍	2.3
	27	*0.30	1.19	1.31	0.010	0.012	0.045	0.112	0.0058	—	冷延・焼鈍	18.2
	28	0.10	2.00	*3.11	0.008	0.003	* Tr	1.031	0.0041	—	冷延・焼鈍	4.8

(注1) 残留成分はFe及び不可避的不純物である。

(注2) *印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

【0043】そして、この冷延鋼板に連続焼鈍設備を使って再結晶焼鈍を施した。連続焼鈍は、冷延鋼板を連続的に820℃に加熱してその温度に40秒間保持し、続いて700℃まで3℃/secの冷却速度で徐冷し、その後410℃の過事項にてその温度に3分間保持する条件で実施した。

【0044】また、一部の鋼種については、連続焼鈍後に通常の条件で電気亜鉛メッキを施した。更に、別鋼種の一部のものについては、冷延圧延後の冷延鋼板を溶融

亜鉛メッキ設備に通し、再結晶焼鈍と溶融亜鉛メッキとを一工程で実施した。

【0045】このようにして得られた各冷延鋼板について、残留オーステナイト(γ)量、鋼板の表面性状(メッキ鋼板の場合はメッキ前の表面性状)、引張り特性、穴抜け性、衝撃吸収特性について調査し、その結果を前記表1及び表2並びに次に示す表3に示した。

【0046】

【表3】

冷延鋼板 の種別	表面 性状	降伏強度 (N/mm ²)	引張強度 (N/mm ²)	伸 び (%)	穴抜け率 (%)	衝撃吸収係数 (kJ)	
本 発 明 材	1	良好	359	552	41.2	92.9	4.12
	2	良好	378	579	38.1	94.7	4.58
	3	良好	451	613	35.4	78.0	4.89
	4	良好	423	649	38.4	72.8	4.70
	5	良好	459	647	37.2	69.9	4.82
	6	良好	445	628	37.9	78.4	5.01
	7	良好	572	799	32.1	61.2	5.15
	8	良好	786	1023	25.9	42.3	5.24
	9	良好	793	980	20.4	41.9	5.04
	10	良好	832	1040	21.0	48.7	5.04
	11	良好	478	682	32.4	69.6	5.43
	12	良好	457	664	32.3	68.4	5.29
	13	良好	491	702	30.6	67.5	4.98
	14	良好	482	664	34.6	71.2	4.94
	15	良好	453	639	34.3	68.3	5.02
	16	良好	446	653	33.8	65.7	4.97
	17	良好	441	648	34.2	69.8	4.87
	18	良好	434	641	35.8	70.1	5.16
	19	良好	466	696	31.6	70.5	5.21
	20	良好	474	674	32.6	75.4	4.83
比 較 材	21	良好	382	539	35.5	78.4	3.87
	22	良好	458	626	38.2	49.6	4.29
	23	良好	401	624	35.2	51.7	4.64
	24	不芳	417	659	36.1	71.8	4.48
	25	良好	327	482	33.2	62.5	2.89
	26	良好	672	821	20.5	49.7	4.63
	27	良好	1011	1190	17.6	31.9	5.22
	28	不芳	864	1080	18.0	34.1	5.15

【0047】なお、「残留オーステナイト (γ) 量」は、裸鋼板の表面を厚さの $1/4$ まで化学研磨してから X 線回折により測定した。また、「表面性状」は、コイル当りの表面キズ発生の有無により評価し、表面キズの認められないものについては「良好」、表面キズが認められたものについては「不芳」と表示した。「引張り特性」については、各冷延鋼板から JIS 5 号引張試験片を採取して引張試験を行い、降伏強度 (YS)、引張強度 (TS) 及び伸び (EI) を測定した。局部延性を示す「穴抜け特性」は、直径 10 mm の円形打抜き穴を 60° 円錐ポンチにて成形し、穴抜け率により評価した。「衝撃吸収特性」は、各冷延鋼板からハット型閉断面構造部材をプレスブレーキ法で成形し、これをガス・油圧高速圧縮試験機を用いて 4 m/sec の速度で圧壊した際の 150 mm 変位時の吸収エネルギーにて評価した。

【0048】表 1、表 2 及び表 3 に示された結果から次のことを確認することができる。即ち、本発明材である冷延鋼板 1~20 は全て残留 γ 量が 5 % 以上あり、良好な引張り特性、表面性状を示している。

【0049】局部延性を示す穴抜け性は、一般に高強度化に伴い低下するが、同一強度レベル同士で比較すると、比較材である冷延鋼板 23 は Al 含有量が本発明で規定する範囲から外れているため本発明材である冷延鋼板 4 に比べて穴抜け性が劣っていることが分かる。これは、比較材では打抜き加工時に残留オーステナイトがマルテンサイトに変態してしまっており組織の各相での硬度差が拡大し、ミクロクラックの起点が多数生成するため、穴抜け時にクラックが拡大、伝播することによるものであると考えられる。

【0050】また、衝撃吸収性については一般に高強度化に伴い向上するが、本発明材である冷延鋼板 1~20 は比較材である冷延鋼板 21~28 に比べて優れている。なお、比較材である冷延鋼板 26 については、特に Ti 含有量が本発明の規定範囲を外れているために残留オーステナイト (γ) 量が少なく、特性も不芳である。更に、比較材である冷延鋼板 24 については、Ti が無添加であるので析出強化による降伏応力の上昇が図れず、そのため圧壊試験時の初期衝撃荷重が小さくなって、同等な強度、残

留オーステナイト (γ) 量、延性を示す本発明材である冷延鋼板4に比べ衝撃吸収エネルギーが劣っている。そして、表面性状については、Al含有量が本発明の規定範囲内であるもののTiの添加がなされていない比較材である冷延鋼板24、28が不芳となっている。

【0051】

【効果の総括】以上に説明した如く、この発明によれば、成形性は勿論のこと、表面性状並びに衝撃吸収性に優れた高延性型高張力冷延鋼板を安定的に提供することができ、自動車車体等の軽量化や衝撃吸収性向上の要求に十分に応え得るなど、産業上有用な効果がもたらされる。